

PUB-NO: JP02002012920A

DOCUMENT-IDENTIFIER: JP 2002012920 A

TITLE: METHOD FOR PRODUCING THIN STEEL SHEET SUPERIOR IN COLD AGING RESISTANCE, WORKABILITY, AND HARDENABILITY BY COATING/BAKING

PUBN-DATE: January 15, 2002

INVENTOR-INFORMATION:

NAME	COUNTRY
NOMURA, SHIGEKI	
NAKAGAWA, HIROYUKI	
INT-CL (IPC): C21D 9/46; B21B 1/22; B21B 3/00; C23C 2/06; C23C 2/26; C22C 38/00; C22C 38/06; C22C 38/14	

ABSTRACT:

PROBLEM TO BE SOLVED: To provide a method for stably producing BH steel sheet having good workability and less aging deterioration at normal temperature.

SOLUTION: The BH steel sheet is produced by hot rolling and cold rolling a steel piece including 0.0005-0.05% C, below 0.2% Si, 0.01-1.5% Mn, below 0.15% P, below 0.025% S, below 0.5% Al, below 0.05% N, and further below 0.01% B as needed, and then quenching the obtained cold rolled steel sheet having the pre-quenching temperature (Ts) of 60-250°C at the temperature (Tq) of below 150°C (provided that Ts>Tq).

COPYRIGHT: (C)2002, JPO

(19)日本国特許庁 (JP)

(12) 公開特許公報 (A)

(11)特許出願公開番号

特開2002-12920

(P2002-12920A)

(43)公開日 平成14年1月15日(2002.1.15)

(51)Int.Cl. ⁷	識別記号	F I	マークコード*(参考)
C 21 D	9/46	C 21 D	M 4 E 0 0 2
B 21 B	1/22	B 21 B	K 4 K 0 2 7
	3/00		M 4 K 0 3 7
C 23 C	2/06	C 23 C	A
		3/00	
		2/06	

審査請求 未請求 求項の数 7 O.L. (全 10 頁) 最終頁に続く

(21)出願番号 特願2001-132426(P2001-132426)

(22)出願日 平成13年4月27日(2001.4.27)

(31)優先権主張番号 特願2000-130727(P2000-130727)

(32)優先日 平成12年4月28日(2000.4.28)

(33)優先権主張国 日本 (JP)

(71)出願人 000002118

住友金属工業株式会社

大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号

(72)発明者 野村 茂樹

茨城県鹿嶋市大字光3番地 住友金属工業
株式会社鹿島製鉄所内

(72)発明者 中川 浩行

茨城県鹿嶋市大字光3番地 住友金属工業
株式会社鹿島製鉄所内

(74)代理人 100081352

弁理士 広瀬 章一

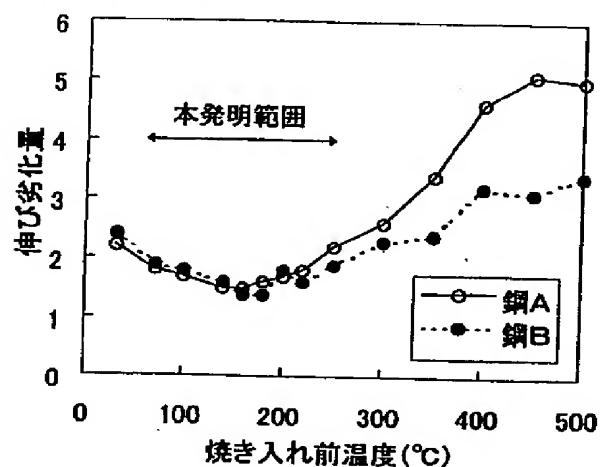
最終頁に続く

(54)【発明の名称】 耐常温時効性、加工性、塗装焼付硬化性に優れた薄鋼板の製造方法

(57)【要約】

【課題】 加工性が良好で常温時効劣化の小さいB H鋼板を安定して製造できる方法を提供する。

【解決手段】 C : 0.0005~0.05%、Si : 0.2%以下、
Mn : 0.01~1.5%、P : 0.15%以下、S : 0.025%以下、
Al : 0.5%以下、N : 0.05%以下を含み、さらに必要に
応じてB : 0.01%以下を含む鋼片を、熱間圧延および
冷間圧延後、得られた冷延鋼板に焼き入れを行うに際
し、焼き入れ前温度(Ts)を60~250°Cとし、150°C以
下の焼き入れ温度(Tq)に焼き入れする(ただし、Ts>T
q)。



【特許請求の範囲】

【請求項1】 質量%で、C : 0.0005~0.05%、S i : 0.2%以下、Mn : 0.01~1.5%、P : 0.15%以下、S : 0.025%以下、A 1 : 0.5%以下、N : 0.05%以下を含み、さらに必要に応じてB : 0.01%以下を含む鋼片を、熱間圧延および冷間圧延後、得られた冷延鋼板に焼き入れを行うに際し、焼き入れ前温度(Ts)を60~250°Cとし、150°C以下の焼き入れ温度(Tq)に焼き入れする(ただし、Ts>Tq)ことを特徴とする耐常温時効性、加工性、そして焼付塗装硬化性に優れる薄鋼板の製造方法。

【請求項2】 前記焼き入れを、前記冷延鋼板の連続焼鈍後の冷却または連続溶融亜鉛めっき後の冷却または溶融亜鉛めっき後の合金化処理後の冷却過程で行うことを特徴とする請求項1記載の薄鋼板の製造方法。

【請求項3】 前記焼き入れ後の冷延鋼板に亜鉛電気めっきを施す請求項1または2記載の薄鋼板の製造方法。

【請求項4】 前記熱間圧延を、連続鋳造後、直接または1300°C以下に加熱あるいは保定を行ってから、粗圧延を開始し、粗圧延終了後、得られた粗圧延材に直接または、必要に応じて粗圧延材の加熱あるいは保定を行ってから、仕上げ圧延を開始し、820°C以上で仕上圧延を終了して、5°C/s以上で750°C以下まで冷却後巻き取ることで行うことを特徴とする請求項1ないし3のいずれかに記載の薄鋼板の製造方法。

【請求項5】 前記鋼片が、さらに、質量%で、Nb : 0.05%以下および/またはTi : 0.10%以下を含有することを特徴とする請求項1~4のいずれかに記載の薄鋼板の製造方法。

【請求項6】 前記鋼片が、さらに、質量%で、Mo : 0.5%以下を含有することを特徴とする請求項1~5のいずれかに記載の薄鋼板の製造方法。

【請求項7】 前記鋼片の下記式で求められるC*が0.0003~0.0030%であることを特徴とする請求項5記載の薄鋼板の製造方法。

$$C^* = C - 12/93 \times Nb^* - 12/48 \times Ti^*$$

$$Ti^* = Ti - 48/32 \times S - 48/14 \times N$$

$$Nb^* = Nb - 0.005$$

ただし、Nb* < 0のときはNb* = 0、Ti* < 0のときはTi* = 0と定義する。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、耐常温時効性、加工性、そして焼付塗装硬化性に優れる薄鋼板の製造方法に関する。さらに詳述すれば、プレス成形後の塗装焼き付け工程で降伏応力が上昇する焼き付け硬化性冷延鋼板および亜鉛めっき鋼板の製造方法に関する。

【0002】

【従来の技術】乗用車、その他鋼板構造物の軽量化のため高張力鋼板を使用するのは長年の課題となっている。しかしながら高張力鋼板を使用すると、一般に加工性が

低下し所望の形状へ精度良く成形するのは困難である。

【0003】そこで特開昭57-2841号公報や特開昭61-281852号公報にあるようなプレス成形前は軟質で成形しやすく、プレス成形後の塗装焼き付け工程で硬くなる鋼板であるBH鋼板が開発された。これは鋼板中に固溶炭素を残存させることで、プレス後の塗装焼き付け工程での歪み時効を利用している。

【0004】しかしながら、この鋼板では、平坦矯正やストレッチャストレイン消失を目的として施される調質圧延の歪みに対しても、プレス前の常温長期間の保管で歪み時効が始まる常温時効劣化が問題であった。常温時効劣化では鋼板が硬化して成形性が劣化したり、成形時にストレッチャストレインによる面欠陥が生じたりする。

【0005】常温時効劣化を防止する技術として、例えば特開平5-59445号公報に焼鈍後の冷却で過冷後過時効処理で加熱する方法が開示されている。しかしながら加熱するこの方法では加熱によるコストの増加を免れない。また特開平7-300623号公報には固溶C量を安定して制御することを目的として、Nb炭化物が析出する600~750°Cの温度域を急冷し、粒界の固溶C量が増加する400~200°Cを徐冷する方法が開示されている。この方法により同一BH量での常温時効性は改善するが、その改善はまだ十分ではない。

【0006】

【発明が解決しようとする課題】本発明者らは、前述のBH鋼板を従来の技術で製造すると、時として降伏強度(YP)が高く、伸び(EL)が低く、さらに常温時効劣化の大きい鋼板が製造されることがわかった。

【0007】よって、本発明の課題は、加工性が良好で常温時効劣化の小さいBH鋼板を安定して製造できる方法を提供することである。

【0008】

【課題を解決するための手段】本発明者らは良好な特性が安定して得られる製造条件について鋭意実験の結果、250°C以下の特定温度からの焼き入れが非常に有効であることを見いだした。これはC : 0.01%を越える低炭素鋼でも、またC : 0.01%以下で、さらにTiやNbを添加して固溶C量を0.0030%以下とした極低炭素鋼でも同様であった。

【0009】本発明者らは、また、加工性に優れ常温時効劣化の小さい薄鋼板について鋭意実験の結果、焼鈍後の冷却時の極低温での冷却条件が重要であることを見いだした。

【0010】なお、連続焼鈍後の冷却または連続溶融亜鉛めっき後の冷却または溶融亜鉛めっき後の合金化処理後の冷却過程で行う焼き入れは、急冷であるため冷却のライン長を短くでき、設備上も有利な手法である。

【0011】本発明を要約すると以下の通りである。

(1) 質量%で、C : 0.0005~0.05%、Si : 0.2%以下、

Mn : 0.01~1.5%、P : 0.15% 以下、S : 0.025% 以下、Al : 0.5% 以下、N : 0.05% 以下を含み、さらに必要に応じてB : 0.01% 以下を含む鋼片を、熱間圧延および冷間圧延後、得られた冷延鋼板に焼き入れを行うに際し、焼き入れ前温度(Ts)を60~250 °C とし、150 °C 以下の焼き入れ温度(Tq)に焼き入れする(ただし、Ts>Tq)ことを特徴とする耐常温時効性、加工性、そして焼付塗装硬化性に優れる薄鋼板の製造方法。

【0012】(2) 前記焼き入れを、前記冷延鋼板の連続焼鉄後の冷却または連続溶融亜鉛めっきの合金化処理後の冷却過程で行うことを特徴とする上記(1)記載の薄鋼板の製造方法。

【0013】(3) 前記焼き入れ後の冷延鋼板に亜鉛電気めっきを施す上記(1)または(2)記載の薄鋼板の製造方法。

(4) 前記熱間圧延を、連続鋳造後直接または1300°C 以下に加熱あるいは保定を行ってから、粗圧延を開始し、粗圧延終了後、得られた粗圧延材に直接または、必要に応じて粗圧延材の加熱あるいは保定を行ってから、仕上げ圧延を開始し、820 °C 以上で仕上圧延を終了して、5 °C /s 以上で750 °C 以下まで冷却後巻き取ることで行うことを特徴とする上記(1)ないし(3)のいずれかに記載の薄鋼板の製造方法。

【0014】(5) 前記鋼片が、さらに、質量%で、Nb : 0.05% 以下および/またはTi : 0.10% 以下を含有することを特徴とする上記(1)ないし(4)のいずれかに記載の薄鋼板の製造方法。

【0015】(6) 前記鋼片が、さらに、質量%で、Mo : 0.5% 以下を含有することを特徴とする上記(1)~(5)のいずれかに記載の薄鋼板の製造方法。

(7) 前記鋼片の下記式で求められるC* が0.0003~0.0030% であることを特徴とする上記(4)記載の薄鋼板の製造方法。

【0016】 $C^* = C - 12 / 93 \times Nb^* - 12 / 48 \times Ti^*$

$Ti^* = Ti - 48 / 32 \times S - 48 / 14 \times N$

$Nb^* = Nb - 0.005$

ただし、Nb* < 0 のときはNb* = 0、Ti* < 0 のときはTi* = 0 と定義する。

【0017】

【発明の実施の形態】本発明の成分と焼鉄ヒートパターンをとれば、いかなるZn系めっきでも発明の期待効果は発現するが、本発明が対象とする亜鉛系めっき鋼板とは、例えば溶融めっき法、電気めっき法、蒸着めっき法、溶射法などの各種の製造方法によるものがあり、めっき組成としては純Znの他、ZnとFe、ZnとNi、ZnとAl、ZnとMn、ZnとCr、ZnとTi、ZnとMgなどZnを主成分として、あるいは耐食性など諸機能の向上のためFe、Ni、Co、Al、Pb、Sn、Sb、Cu、Ti、Si、B、P、N、S、O 等の1種ないし2種以上の合金元素および不純物元素を

含み、またSiO₂、Al₂O₃などのセラミックス微粒子、TiO₂、BaCrO₄などの酸化物、アクリル樹脂などの有機高分子をめっき層中に分散させたものがあり、めっき層の厚み方向で単一組成のもの、連続的あるいは層状に組成が変化するものがあり、さらに多層めっき鋼板では、最上層に、めっき組成としては純Znの他、ZnとFe、ZnとNi、ZnとAl、ZnとMn、ZnとCr、ZnとTi、ZnとMgなどZnを主成分として、耐食性など諸機能の向上のため1種ないし2種以上の合金元素および不純物元素を含み、またSiO₂、Al₂O₃などのセラミックス微粒子、TiO₂、BaCrO₄などの酸化物、アクリル樹脂などの有機高分子をめっき層中に分散させたものがある。

【0018】例えば、溶融亜鉛めっき鋼板、蒸着亜鉛めっき鋼板、鉄-亜鉛合金化溶融亜鉛めっき鋼板、亜鉛を主とするアルミニウム、鉄などの合金溶融亜鉛めっき鋼板、めっき層断面方向で下層が合金化されている合金化溶融亜鉛めっき鋼板(一般にハーフアロイと称する)、片面鉄-亜鉛合金化溶融亜鉛めっき層、他面溶融亜鉛めっき層からなるめっき鋼板、これらのめっき層上に電気めっき、蒸着めっき等により亜鉛、または亜鉛を主成分とし、鉄、ニッケルを含有する金属をめっきした鋼板、あるいは電気亜鉛めっき鋼板、亜鉛、ニッケル、クロム等合金電気めっき鋼板等、さらに单一合金層または多層合金電気めっき鋼板、亜鉛および亜鉛含有金属の蒸着めっき鋼板等がある。その他、SiO₂、Al₂O₃などのセラミックス微粒子、TiO₂酸化物微粒子および有機高分子などを亜鉛または亜鉛合金めっき中に分散させた分散めっき鋼板がある。

【0019】本発明により製造される薄鋼板は、自動車のパネル、その他鋼板構造物として使用され、その強度向上と軽量化に寄与する。次に、本発明の構成要素とその作用について詳細に説明する。なお、以下において鋼組成を規定する「%」は特にことわりがない限り、「質量%」である。

【0020】(A) 化学組成

C : Cは歪み時効を通して、プレス後の塗装焼き付けで高強度を発現させるのに必要な元素である。しかしながら、その含有量が0.05% を越えると硬化およびr値の低下で加工性が低下するとともに、製造条件を適正化しても固溶C量が多くなりすぎて常温時効劣化も大きい。したがって、本発明において、Cの含有量を0.0005~0.05% と定めた。なお、TiおよびNbを添加する場合は、C含有量を0.0005~0.01% とするのが好ましく、0.0005~0.0040% とするのがさらに好ましい。TiおよびNbを添加しない場合は0.01~0.05% とするのが好ましい。

【0021】Si : Siは高強度化には有利な元素であるが、靭性の低下や表面性状の劣化をもたらす。さらに合金化溶融亜鉛めっき鋼板を製造する場合には、めっきの漏れ性や合金化処理性を抑え、製造を困難にする。したがって、その上限を0.2% と定めた。好ましくは、0.1

%以下である。

【0022】Mn : MnはSと結合してMnSを形成し、Sによる熱間脆性を防止する働きがある。そのため0.01%以上添加が必要である。また1.5%を越えて含有するとr値の低下が大きく加工性が劣化するので上限を1.5%と定めた。なお、加工性の点からは上限は1.0%とするのが好ましい。

【0023】P : Pは高強度化に有利な元素であるが、多量の添加は溶接性を劣化させる。したがって上限を0.15%と定めた。0.10%以下とするのがさらに好ましい。S : SはMn系硫化物やTi系硫化物として析出して炭化物析出の起点となり、固溶C量を適正化させる働きがあるが、添加量が多いと熱間脆性が生じ、表面品質に大きな問題が発生する。したがって、その含有量を0.025%以下と定めた。好ましくは0.020%以下で、さらに好ましくは0.010%以下である。

N : Nは拡散速度が速いため常温時効劣化を大きくする働きがある。したがって、その含有量は少ないほうが好ましく、本発明では上限を0.05%と定めた。0.01%以下とするのが好ましい。

【0024】A1 : A1は製鋼時に脱酸調整のため添加される。多量に添加してもその作用は飽和しコスト上昇を招くだけなので、鋼中の含有量として上限を0.5%と定めた。A1は窒化物として固溶N量を減少させる働きがあるので、0.005%以上の添加が好ましい。

【0025】B : Bは窒化物として固溶N量を減少させる働きがあり、必要に応じて添加される。多量に添加してもその作用は飽和しコスト上昇を招くだけなので、その上限を0.01%と定めた。

【0026】Mo : Moは固溶Cをひきつけて常温で固溶Cを動きにくくするため常温時効劣化を改善する有効な元素である。しかしながら0.5%以上添加してもその効果が飽和しコスト高となる。したがって、0.5%以下と定めた。0.2%以下とするのが好ましい。

【0027】Ti, Nb : TiやNbは炭化物として析出し、固溶C量を適正化させる働きがあり、必要に応じて添加される。多量の添加は鋼板の降伏強度を大きく上昇させ、加工性を劣化させるので、その含有量をTi : 0.10%以下、Nb : 0.05%以下と定めた。

【0028】加工性と時効性および塗装焼き付け硬化性のため固溶C量を適正にするにはC*が0.0003~0.0030%になるようにTi, Nb量を調整するのが好ましい。

$$C^* = C - 12/93xNb^* - 12/48xTi^*$$

$$Ti^* = Ti - 48/32xS - 48/14xN$$

$$Nb^* = Nb - 0.005$$

ただし、Nb* < 0のときはNb* = 0、Ti* < 0のときはTi* = 0と定義する。

【0029】Tiは炭化物が析出する前に硫化物や窒化物として析出するため、またNbは焼純時に炭化物が固溶し固溶Cを解放するため、炭化物としてCを固定する

Ti, Nb量をTi*、Nb*として定義した。

【0030】なお、TiおよびNbを添加する場合はC含有量を0.0005~0.01%とするのが好ましく、0.0005~0.0040%とするのがさらに好ましい。またC*は0.0005~0.0020%がさらに好ましい範囲である。

【0031】上記以外の元素は特性が劣化しない範囲で許容される。例えば、Cu、Ni、Crなどはそれぞれ0.1%以下、V、Ca、Sn、Nbなどはそれぞれ0.01%以下である。

10 【0032】(B) 热間圧延条件

热間圧延条件の好ましい条件は、連続鋳造後、直接または1300°C以下に加熱あるいは保定を行ってから、粗圧延を開始し、粗圧延終了後、得られた粗圧延材に直接または、必要に応じて加熱あるいは保定を行ってから、仕上げ圧延を開始し、820°C以上で仕上げ圧延を終了して、5°C/s以上で750°C以下まで冷却後巻き取ることである。

【0033】連続鋳造で製造されたスラブ、すなわち鋼片は、高温のまま直接粗圧延を開始しても良いし、1300°C以下に加熱あるいは保定後、粗圧延を開始しても良い。

20 加熱または保定する場合は、析出物を粗大化させ、r値を向上させる目的で、1300°C以下にするが、低温にする方が好ましく、1200°C以下、さらには1100°C以下が好ましい。

【0034】粗圧延終了後に仕上げ圧延を開始して仕上げ温度820°C以上で熱間圧延を終了するが、前述のようにスラブ加熱温度を下げるに仕上げ温度の確保が困難である。これを回避する手段として粗圧延後の仕上げ圧延に入る前の粗圧延材の一部または全部を加熱あるいは保温することは極めて有効である。

30 【0035】このときの加熱あるいは保温方法として、粗圧延材(例:粗バー)をコイル状に巻き取って炉に挿入して実現する方法、あるいは粗圧延材を誘導加熱法で加熱する粗バーヒーター、ガスバーナー加熱、直接粗圧延材に電流を流す通電加熱法などがある。特に粗バーヒーターが好適である。

【0036】また仕上げ圧延前に粗圧延材を接合して連続的に圧延する方法も速度をあまり落とさず高速で短時間に仕上げ圧延を完了できるため、有効である。仕上げ温度は820°Cを下回ると不適正な集合組織の量が熱延鋼板で

40 増えるため最終製品のr値が低下して好ましくない。好ましい仕上げ温度は、870°C以上、さらに好ましくは900°C以上である。

【0037】仕上げ圧延後、5°C/s以上で750°C以下まで冷却後巻き取る。5°C/s以上で750°C以下までの急冷はフェライト結晶粒を細かくして最終製品のr値を上げるためである。その後、巻き取り冷却される。巻き取り後の徐冷では炭化物が粗大化すれば、加工性が向上する。したがって、冷却停止温度は500°C以上とするのが好ましい。

50 【0038】(C) 冷間圧延条件

熱間圧延後、必要に応じて適宜スケール除去してから、冷間圧延を行う。スケール除去は酸洗にて行うのが一般的である。スケール除去の前、または後でスキンパスやレベラーによる平坦矯正を行っても何ら問題ない。

【0039】冷間圧延は常法にしたがって実施されるが、圧下率は70%以上が適正な集合組織を得るために好ましい。冷間圧延後、連続焼鈍または連続溶融亜鉛めっきラインにて焼鈍される。

【0040】連続焼鈍は、通常、再結晶温度以上である700°C以上に加熱することで実施される。r値を上げて深絞り性を向上させるには、780°C以上が好ましく、さらに好ましくは800°C以上である。

【0041】連続焼鈍後、冷却を開始し最終的には特定温度から150°C以下まで、液体中に浸漬したロール冷却することで、冷却され、焼き入れが行われる。冷延鋼板製造時の焼鈍条件は、図1に示すように、焼鈍後の焼き入れ前までの冷却としては、平均冷却速度200°C/s以下で250~500°Cまで冷却する第1段冷却後、平均冷却速度0~2°C/sで250~500°Cまで冷却する第2段冷却を施し、特定温度まで平均冷却速度200°C/s以下で冷却する第3段冷却を施すのが好ましい。

【0042】各冷却は2種類以上の冷却速度に分けて実施してもかまわない。第1段冷却での冷却速度が早すぎると形状不良が発生し通板性に問題が生じることから、その上限を200°C/sとした。第2段冷却は、Cを0.01%を越えて含有する場合はセメンタイトを析出させて適正固溶C量とするために20秒以上、好ましくは70秒以上実施するのが好ましい。

【0043】C含有量が0.01%以下の場合、第2段冷却を施してもセメンタイトの析出が少なく特性改善が小さいため、効率を上げるために300秒以下とするのが好ましく、また第2段冷却を実施しない条件でもかまわない。第1段冷却後第2段冷却を施す前に300~500°Cまで短時間の加熱を施しても特性上は何ら問題ない。

【0044】図2は、溶融亜鉛めっきを施す場合の焼鈍条件を示す説明図であり、第2段冷却の後、第3段冷却に先立ってめっき浴に浸漬し、めっき浴より引き上げてから第3段冷却後に、焼き入れを行う。

【0045】合金化溶融亜鉛めっきを施す場合、図3に示すように、焼き入れ前までの冷却としては、平均冷却速度200°C/s以下で400~550°Cまで冷却する第1段冷却後、平均冷却速度0~10°C/sで400~500°Cまで冷却する第2段冷却を施した後、溶融亜鉛めっき浴に浸漬して溶融めっきを施し、その後460~650°Cまで加熱して合金化処理を施し、さらに特定温度まで平均冷却速度20°C/s以下まで冷却する第3段冷却を施すのが好ましい。

【0046】なお合金化のための加熱後その温度で100秒以下の保持を行っても何ら問題ない。各加熱および冷却は2種類以上の加熱速度または冷却速度に分けて実施

してもかまわない。

【0047】第1段冷却での冷却速度が早すぎると形状不良が発生し通板性に問題が生じることから、その上限を200°C/sとした。第2段冷却はCを0.01%を越えて含有する場合はセメンタイトを析出させて適正固溶C量とするために20秒以上、好ましくは70秒以上実施するのが好ましい。C含有量が0.01%以下の場合は第2段冷却を施してもセメンタイトの析出が少なく特性改善が小さいため、効率を上げるために300秒以下とするのが好ましく、また第2段冷却を実施しない条件でもかまわない。第3段冷却では冷却速度が速すぎると通板性と時効性が劣化する。従って上限を200°C/sとした。50°C/s以下が好ましく、25°C/s以下がさらに好ましい。

【0048】電気亜鉛めっきを施す場合には、連続焼鈍し、焼入れ後の冷延鋼板に慣用の方法で行う。なお電気亜鉛めっき皮膜は、亜鉛系合金めっき皮膜をも含有するものである。

【0049】(D) 烤入れ条件

合金化溶融亜鉛めっきを施す場合も、施さない場合も、20第3冷却が施された後、60~250°Cの焼き入れ前温度(Ts)から150°C以下まで、好ましくは90°C以下まで、さらに好ましくは60°C以下の焼き入れ温度(Tq)に冷却して焼入れを行うが、そのとき液体中に浸漬したロール冷却することで焼き入れによる急冷が施される。このときの冷却速度は所定の目的が達成される限り特に制限されないが、一般には、50~500°C/secであるが、200~500°C/sとするのが好ましい。

【0050】ただし、Ts>Tqである。好ましくはTs-Tq≥50°C、さらに好ましくはTs-Tq≥100°Cである。焼き入れは水主体の液体により行うのが好ましく、その液温は30~95°Cであることが好ましく、40~95°Cであることがさらに好ましい。

【0051】ここに、本明細書において「焼き入れ」との用語は、それに先立つ焼鈍処理後の冷却処理と区別するために、用いるものであり、固溶Cの状態をそのまま保持するという趣旨で用いる。具体的な処理操作としては、急冷処理と同義である。

【0052】本発明者らは鋭意実験の結果、焼き入れ前の温度を60~250°Cとすることで著しい加工性の向上および常温時効性の改善が図れることを見いだした。その理由は必ずしも明らかではないが、Cは粒界あるいは粒内に固溶するかあるいは炭化物として析出するが、塗装焼き付け硬化への寄与が大きく常温時効劣化への寄与が少ない粒界の固溶Cが粒内の固溶Cと比べてもっと多くの温度が60~250°Cであるためと推定される。

【0053】したがって、その温度域から焼き入れで、固溶Cの状態を凍結することでもっとも良好な特性が得られるものと考えられる。好ましい温度範囲は70~200°Cであり、さらに好ましくは110~200°Cである。

【0054】焼き入れ後、必要に応じて、さらなる冷却

や乾燥処理、また表面処理やスキンパス圧延や塗油などが行われる。スキンパス圧延は平坦矯正やプレス時のストレッチャストレイン発生防止などを目的に行われ、付与しすぎると降伏強度が上がりすぎて、加工性が低下する。スキンパスの伸び率は0.8～2.0%とするのが好ましい。

【0055】このようにして得られた薄鋼板は、適宜表面処理を経て、焼き付け塗装が行われる。焼き付け塗装は慣用のものを使用すればよく、本発明において特に制限されない。

【0056】次に、実施例によって本発明の作用効果をさらに具体的に説明する。

【0057】

【実施例】表1に示す化学組成の鋼を実験室で溶解し、45mm厚のスラブを製造した。得られたスラブについて、表2に示す条件で3.5mm厚まで熱間圧延を行った。

【0058】熱間圧延の粗圧延は各パス間で5秒以上あけて4パス圧延し、また仕上圧延は、各パス間5秒以内で3パス圧延し、シミュレートした。また粗圧延出側温度より仕上げ入り側温度を高くするためには、粗圧延で得られた粗圧延材を誘導加熱により5秒以内で加熱した。仕上圧延後、巻取温度に相当する温度まで水スプレーにて冷却後、その温度の炉に装入し、20°C/時で300°C以下まで炉冷し、巻き取りをシミュレートした。

【0059】さらに表面のスケールを除去後、0.8mm厚まで冷間圧延を施し、さらに表2に示す連続焼鈍または合金化溶融亜鉛めっきのパターンで焼鈍した後、伸び率1.4%のスキンパス圧延を行った。

【0060】溶融亜鉛めっき後に合金化処理を行う場合は500°Cで30秒実施した。また冷延鋼板の一部には亜鉛

系の電気めっきを施した。本例での焼入れは表2に示す焼入れ前温度から表2に示す焼き入れ水温の純水中に、液温と同じ温度になるまで浸漬することで行った。すなわちTqは焼き入れ水温である。

【0061】引張り特性は圧延方向に採取したJIS5号引っ張り試験片で調査した。さらにBH量は2%予歪み後に170°C×20分の熱処理を加えた後に測定して求め、常温時効劣化量は50°C×7日間熱処理後の伸びの低下量(△EL)にて評価した。

10 【0062】結果は表3に示す。本発明により得られる鋼はBH量30Mpa以上の優れた塗装焼付硬化性を有し常温時効での伸びの低下量が2%以下の良好な常温時効性を示した。

【0063】焼き入れ前温度が本発明範囲を外れたNo.6、7、12、13は常温時効劣化量が大きい。C量が多いNo.23も同様である。またSi量が多いNo.24は2次加工脆性に問題があるとともに、溶融めっきでは、めっきのはじきが生じ、良好な表面品質が均一には得られなかった。

20 【0064】図4は、表1の鋼Aおよび鋼Bについて第2段冷却までを表2のNo.2の条件で実施し、その後10°C/sの第3段冷却を施し、焼き入れ前温度を種々変化させた場合の常温時効での伸びの劣化量を示すグラフである。焼入れ前温度を60～250°Cとすることで伸び劣化が低減することが分かる。

【0065】図5は、表3で二次加工脆性に問題のあった試験No.24を除き、各供試材について、BH量と常温時効での伸びの劣化量の関係を示す。

【0066】

30 【表1】

11

12

鋼種	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Ti	Nb	B	Mo	C*	備考
A	0.0243	0.01	0.12	0.009	0.0043	0.045	0.0022	—	—	—	—	0.0243	
B	0.0021	0.01	0.38	0.038	0.0062	0.042	0.0019	0.007	0.007	—	0.01	0.0018	
C	0.0261	0.01	0.16	0.023	0.0081	0.021	0.0021	—	—	—	0.005	0.0261	
D	0.0024	0.01	0.15	0.055	0.0067	0.033	0.0032	0.007	0.006	—	—	0.0023	
E	0.0017	0.01	0.15	0.011	0.0057	0.041	0.0012	0.011	—	—	0.03	0.0017	発明
F	0.0021	0.01	0.36	0.021	0.0076	0.082	0.0023	0.006	0.011	—	—	0.0013	
G	0.0053	0.01	0.16	0.019	0.0054	0.021	0.0028	0.008	0.031	—	—	0.0019	
H	0.0021	0.07	0.18	0.043	0.0023	0.013	0.0019	—	0.013	0.0014	0.01	0.0011	例
I	0.0348	0.01	0.11	0.023	0.0063	0.063	0.0035	—	—	—	—	0.0348	
J	0.0173	0.12	0.18	0.031	0.0005	0.015	0.0041	—	—	0.0011	—	0.0173	
K	0.0037	0.03	0.96	0.092	0.0031	0.032	0.0018	0.020	0.011	0.0011	0.02	0.0006	
L	0.0623*	0.01	0.48	0.023	0.0012	0.021	0.0021	—	—	—	—	0.0623	比較例
M	0.0012	0.33*	0.21	0.018	0.0033	0.019	0.0023	0.009	0.008	—	—	0.0008	
N	0.0022	0.005	0.18	0.010	0.0072	0.023	0.0022	0.008	0.007	—	0.06	0.0019	
O	0.0018	0.01	0.44	0.031	0.0056	0.041	0.0019	0.009	0.005	—	0.18	0.0018	
P	0.0214	0.01	0.16	0.010	0.0046	0.036	0.0022	—	—	0.09	0.0214	本発明例	

* : 本発明の範囲外

【0067】

* * 【表2】

No.	鋼種	熱延条件										冷延条件				備考	
		第1段冷却		第2段冷却		第3段冷却		焼き入れ前温度		焼き入れ水温							
		冷却速度	冷却温度	冷却終了温度	冷却速度	冷却終了温度	冷却速度	冷却終了温度	冷却時間	冷却終了温度	冷却時間	冷却終了温度	冷却時間	冷却終了温度	冷却時間		
1 A	1220	1060	1020	900	15	620	820	20	420	0	150	420	15	130	40	冷延鋼板	
2 A	1190	960	1020	900	15	620	820	20	470	0	150	470	15	160	40	合金化溶鋼開始つき鋼板 本発明例	
3 A	1050	900	1040	910	18	630	810	80	430	0.4	130	378	10	100	60	冷延鋼板	
4 A	1120	980	1030	880	21	600	840	60	410	0.6	100	350	25	180	80	冷延鋼板	
5 A	1160	1000	1040	900	10	660	830	90	360	0.7	180	234	10	230	50	冷延鋼板	
6 A	1240	1080	1040	900	15	640	820	60	400	0	150	400	10	40*	40	冷延鋼板 比較例	
7 A	1100	960	1030	900	10	630	820	60	400	0	150	400	10	350*	40	冷延鋼板	
8 B	1100	980	1030	880	10	610	830	15	420	—	0	冷却なし	10	150	40	冷延鋼板	
9 B	1220	1060	1040	900	15	570	840	60	480	0	100	480	15	180	90	合金化溶鋼開始つき鋼板 本発明例	
10 B	1060	920	1030	910	10	640	820	20	470	0.4	120	422	25	120	40	合金化溶鋼開始つき鋼板 本発明例	
11 B	1190	980	1040	930	20	560	800	30	340	—	0	冷却なし	10	100	40	冷延鋼板	
12 B	1100	980	1040	900	10	630	810	10	400	0	150	400	10	40*	40	冷延鋼板 比較例	
13 B	1180	1040	1040	920	10	600	830	60	420	0	150	420	15	350*	40	冷延鋼板	
14 C	1120	980	1030	910	10	630	810	10	380	0	150	380	10	180	40	冷延鋼板	
15 D	1160	1020	1040	920	15	650	820	60	400	0	120	400	15	160	60	冷延鋼板	
16 E	1150	1000	1020	900	20	610	830	10	470	0.5	130	405	10	130	40	合金化溶鋼開始つき鋼板 本発明例	
17 F	1100	1040	1030	930	10	540	820	50	430	—	0	冷却なし	20	140	60	冷延鋼板	
18 G	1230	1100	1060	910	10	600	810	100	470	0	180	470	15	140	40	合金化溶鋼開始つき鋼板 本発明例	
19 H	1180	1080	1080	930	15	620	780	60	470	0.7	100	400	10	150	60	合金化溶鋼開始つき鋼板 本発明例	
20 I	1240	1120	1060	920	20	600	850	30	400	0.4	120	352	10	120	40	冷延鋼板	
21 J	1050	980	1040	910	20	700	830	70	420	0.3	130	381	15	160	90	冷延鋼板	
22 K	1060	960	1030	900	15	650	810	130	430	0.6	150	340	10	130	40	冷延鋼板	
23 L	1120	1020	1060	930	10	630	830	60	440	0.2	100	420	10	100	40	冷延鋼板 比較例	
24 M	1100	1030	1060	920	20	620	810	30	410	0	120	410	10	100	40	冷延鋼板	
25 A	1180	1040	1020	900	10	620	810	10	500	0	60	500	10	120	40	溶能重箱めつき鋼板 本発明例	
26 B	1180	1000	1040	910	10	600	810	10	480	0	60	480	10	130	40	溶能重箱めつき鋼板 本発明例	
27 B	1160	1000	1060	920	10	630	810	90	420	0.5	100	370	10	120	40	重箱系電気めつき鋼板 本発明例	
28 N	1140	980	1030	900	15	580	810	90	420	0.5	100	370	10	130	40	重箱系電気めつき鋼板 本発明例	
29 O	1220	1120	1060	910	10	660	830	10	480	0	60	480	10	120	40	合金化溶鋼開始つき鋼板 本発明例	
30 P	1180	1140	1060	910	10	620	810	90	420	0.5	100	370	10	130	40	重箱系電気めつき鋼板 本発明例	

15

16

No.	鋼種	YP (MPa)	TS (MPa)	EL (%)	BH (MPa)	ΔEL** (%)	備考
1	A	186	312	43.8	42	-1.9	本発明例
2	A	192	321	44.6	43	-1.7	
3	A	186	316	44.9	46	-1.6	
4	A	193	306	44.5	45	-1.3	
5	A	187	314	45.2	48	-1.4	
6	A	196	321	42.8	45	-2.4	比較例
7	A	186	316	42.2	51	-2.9	
8	B	246	362	40.3	43	-1.3	
9	B	256	356	38.8	50	-1.9	本発明例
10	B	238	351	40.2	45	-1.3	
11	B	243	359	40.9	46	-1.6	
12	B	254	352	38.2	45	-2.5	
13	B	261	353	37.6	51	-2.4	比較例
14	C	186	316	44.2	50	-1.6	
15	D	253	362	38.6	53	-1.5	
16	E	169	304	46.1	46	-1.9	本発明例
17	F	231	346	40.1	48	-1.8	
18	G	242	365	39.2	43	-1.7	
19	H	234	351	38.6	50	-1.6	
20	I	196	331	40.8	48	-1.8	
21	J	184	308	44.6	47	-1.7	
22	K	273	386	36.2	53	-1.4	
23	L*	263	374	37.1	73	-3.1	比較例
24	M*	212	326	41.2	46	-1.6	
25	A	186	312	44.5	46	-1.4	本発明例
26	B	231	351	40.1	45	-1.5	
27	B	233	352	39.8	46	-1.7	
28	N	171	301	46.3	46	-1.9	
29	O	233	350	39.6	47	-1.8	
30	P	191	316	43.8	48	-1.6	

*: 本発明範囲を外れていることを示す。

**: マイナスは伸びが劣化したことを示す。

【0069】

【発明の効果】以上の如く本発明によれば、常温において保管しても歪み時効の進行が遅く、ストレッチャーストレンが発生することもなくプレス加工ができ、かつ、高い焼き付け硬化性を有する薄鋼板が得られるのである。特に本発明による鋼板は、自動車、家電製品、その他構造物に使用した場合、強度の確保と軽量化に大きく寄与するものである。

* 【図面の簡単な説明】

【図1】冷延鋼板製造時の焼鈍条件を示す説明図である。

【図2】溶融亜鉛めっきを施す場合の焼鈍条件を示す説明図である。

【図3】合金化溶融亜鉛めっきを施す場合の焼鈍条件を示す説明図である。

* 50 【図4】実施例の結果を示すグラフである。

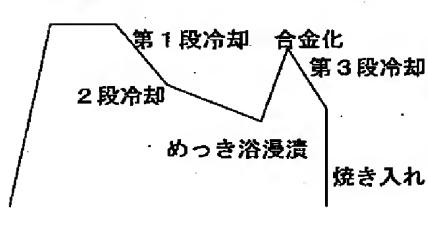
【図5】BH量と常温時効での伸びの劣化量の関係を示す
説明図である。

【図1】

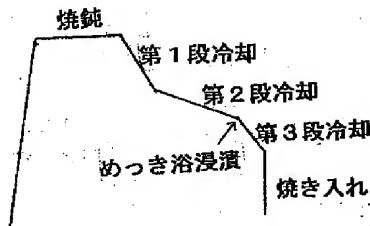


【図3】

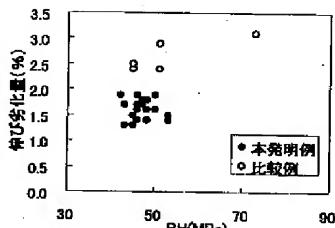
焼純



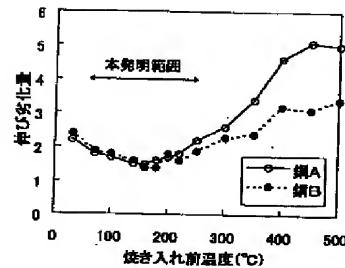
【図2】



【図5】



【図4】



フロントページの続き

(51) Int. Cl. 7

C 23 C 2/26
// C 22 C 38/00
38/06
38/14

識別記号

301

F I

C 23 C 2/26
C 22 C 38/00
38/06
38/14

テーマコード(参考)

301 S

F ターム(参考) 4E002 AD02 AD05 BD03 BD07 BD08
4K027 AA05 AA23 AB01 AB02 AB09
AB42 AC72 AE12
4K037 EA01 EA02 EA04 EA05 EA17
EA18 EA19 EA23 EA25 EA27
EA31 EB02 EB06 EB08 EC01
FA03 FA05 FC03 FC04 FD03
FE02 FE03 FH01 FJ05 FK08
GA03 HA01